

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **2003034825 A**

(43) Date of publication of application: **07.02.03**

(51) Int. Cl.

C21D 9/46
// C22C 38/00
C22C 38/06

(21) Application number: **2001223740**

(71) Applicant: **NKK CORP**

(22) Date of filing: **25.07.01**

(72) Inventor: **KIZU TARO**
TANAKA YASUSHI

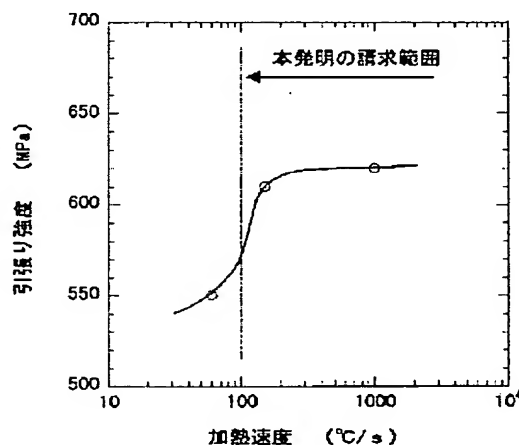
**(54) METHOD FOR MANUFACTURING HIGH
STRENGTH COLD-ROLLED STEEL SHEET**

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a method for manufacturing a high strength cold-rolled steel sheet with tensile strength exceeding 340 MP, superior in workability and weldability.

SOLUTION: The method for manufacturing the high strength cold-rolled steel sheet is characterized by hot rolling a low carbon steel at a finish temperature of A_{r3} to $A_{r3}+80^{\circ}\text{C}$, finish rolling it, subsequently cooling it at about 80°C or more at a cooling rate of 100°C/s or higher within 1s, winding it up at 650°C or lower, pickling and cold rolling it, and then annealing it at a heating rate of higher than 100°C/s in a temperature region of 600°C to a recrystallization terminating temperature. The low carbon steel includes, by mass%, 0.2% or less C, 2.0% or less Si, 2.5% or less Mn, 0.1% or less P, 0.03% or less S, 0.1% or less sol.Al, 0.01% or less N, and the balance substantially iron.

COPYRIGHT: (C)2003,JPO



(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2003-34825

(P2003-34825A)

(43) 公開日 平成15年2月7日(2003.2.7)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テ-マコ-ト* (参考)
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	E 4 K 0 3 7
// C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
38/06		38/06	

審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 9 頁)

(21) 出願番号 特願2001-223740(P2001-223740)

(22) 出願日 平成13年7月25日(2001.7.25)

(71) 出願人 000004123

日本鋼管株式会社

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号

(72) 発明者 木津 太郎

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(72) 発明者 田中 靖

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(74) 代理人 100116230

弁理士 中濱 泰光

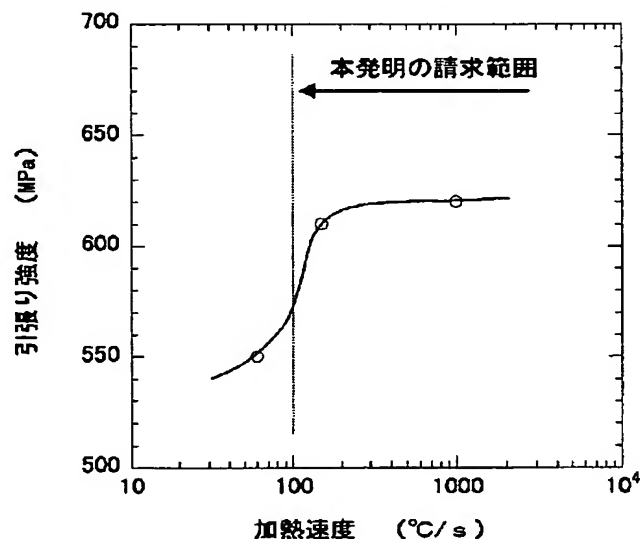
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高強度冷延鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 加工性、溶接性に優れ、引張強度が340MPaを超える高強度冷延鋼板の製造方法を提供する。

【解決手段】 低炭素鋼を、仕上温度 $Ar_3 \sim Ar_3 + 80^\circ C$ で熱間圧延し、最終圧延後1s以内に $100^\circ C/s$ 以上の冷却速度で $80^\circ C$ 以上の温度範囲にわたって冷却し、 $650^\circ C$ 以下で巻き取り、酸洗、冷間圧延を行った後、 $600^\circ C$ から再結晶終了までの温度域を $100^\circ C/s$ より大きい加熱速度で焼鈍することを特徴とする高強度冷延鋼板の製造方法。低炭素鋼は、mass%で、C: 0.2%以下、Si: 2.0%以下、Mn: 2.5%以下、P: 0.1%以下、S: 0.03%以下、so l. Al: 0.1%以下、N: 0.01%以下を含有し、残部が実質的に鉄からなることを特徴とする高強度冷延鋼板の製造方法。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 低炭素鋼を、仕上温度 $Ar_3 \sim Ar_3 + 80^\circ C$ で熱間圧延し、最終圧延後1s以内に $100^\circ C/s$ 以上の冷却速度で $80^\circ C$ 以上の温度範囲にわたって冷却し、 $650^\circ C$ 以下で巻き取り、酸洗、冷間圧延を行った後、 $600^\circ C$ から再結晶終了までの温度域を $100^\circ C/s$ より大きい加熱速度で焼鈍することを特徴とする高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項2】 低炭素鋼は、mass%で、C: 0.2%以下、Si: 2.0%以下、Mn: 2.5%以下、P: 0.1%以下、S: 0.03%以下、sol.Al: 0.1%以下、N: 0.01%以下を含有し、残部が実質的に鉄からなることを特徴とする請求項1記載の高強度冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、加工性、溶接性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 近年、自動車用部品や家電製品などに使用される鋼板において、引張強度の高い高強度冷延鋼板が注目されている。従来より鋼の強化機構として、第74・75回西山記念技術講座（昭和56年、日本鉄鋼協会）のp.41に示されるように、①固溶強化、②析出強化、③変態強化、④細粒化、⑤加工硬化の5つの機構が知られている。このうち、⑤の加工硬化による高強度化は、鋼の加工性を著しく劣化させるため、通常、高強度薄鋼板の製造に関しては、①～④の強化機構が用いられている。

【0003】 強化機構①～④のうち特に④細粒化は、加工性や溶接性を大きく損なうことなく高強度化する方法として、最も有効な手段である。この細粒化をベースの強化機構として、さらに高強度化が必要となる場合には、①固溶強化、②析出強化、あるいは③変態強化を組み合わせることもできる。

【0004】 組織の細粒化については、熱延鋼板の場合には、熱間で強加工を行い、急冷することで実現されている。しかしながら、薄物で表面粗度や板厚精度にも優れた冷延鋼板の場合は、冷間圧延後に再結晶焼鈍を行う必要があり、細粒化を達成することは一般には困難であった。そこで、高強度冷延鋼板において組織の細粒化を図ることを目的として、いくつかの技術が提案されている。

【0005】 例えば、特許3046128号公報には、加工性に優れた硬質表面処理原板の製造方法が提案されている。ここでは、Mnを0.5～1.5%含有する鋼を、通常の熱間圧延条件により熱延鋼帯とし、冷間圧延後、連続焼鈍を行うに際し、 $500^\circ C$ 以上の温度域を $300 \sim 2000^\circ C/s$ で加熱し、 $730 \sim 830^\circ C$ に2秒以下滞在させ、 $100 \sim 500^\circ C/s$ の冷却速度で冷却する。このように、超急速加熱により、Cの拡散が抑制されることで2相分離が進まず、フェライトの粒成長が抑制されることで超微細粒が得られるとい

うものである。

【0006】 特許2688384号公報には、伸びフランジ性に優れた高張力冷延鋼板の製造方法が提案されている。これは、Nbを0.005～0.045wt%添加した鋼を熱間圧延および冷間圧延をおこなった後、 $5^\circ C/s$ 以上の加熱速度で加熱、焼鈍を行う方法であり、特にNb添加により細粒化を実現することを意図するものである。さらに、加熱速度も大きいほうが微細化には有利とされ、そのため $5^\circ C/s$ 以上、好ましくは $10^\circ C/s$ 以上、実施例では最大 $20^\circ C/s$ までの例が示されている。このとき、フェライト粒径としては、平均 $11 \mu m$ までの細粒化が実現されている。

【0007】 特公平2-1210号公報には、延性の良好な高張力冷延鋼板の製造方法が提案されている。この技術では、熱間圧延、酸洗、冷間圧延後の連続焼鈍に際し、少なくとも $600^\circ C$ から Ac_1 変態点までの温度域を $5^\circ C/s$ 以上の加熱速度で加熱し、 $10s \sim 10min$ 均熱保持した後、冷却を制御しながら行う。これは、フェライト粒の再結晶開始温度である $600^\circ C$ から Ac_1 変態点に至る加熱時間を短縮することで、フェライト組織を微細な再結晶粒あるいは未再結晶状態とし、その状態で Ac_1 変態点以上の温度に加熱することで、逆変態するオーステナイト粒を微細化させることを意図している。加熱速度の上限は特に定めていないが、実施例では最大 $30^\circ C/s$ までの例が示されている。

【0008】 特開平10-237549号公報には、ノニヤリング性に優れ、コイルの長手方向、幅方向における特性が均一な缶用鋼板の製造方法が提案されている。この技術では、仕上げ圧延温度 $800 \sim 1000^\circ C$ で熱間圧延した後、1次冷間圧延し、次いで、加熱速度を $10^\circ C/sec$ 以上、均熱温度を Ac_1 変態点 $\sim 800^\circ C$ 、かつ均熱時間を60 sec以下とする連続焼鈍を行い、さらに、圧下率20%以下で2次冷間圧延している。

【0009】 特公平1-25381号公報には、Tiを0.002～0.020%含有する鋼を、熱間圧延後急冷し、 $270^\circ C$ 以下の温度で巻き取り、冷間圧延後、加熱速度 $1 \sim 100^\circ C/s$ 、均熱温度 $650 \sim 850^\circ C$ で連続焼鈍を行う方法が提案されている。この方法は、熱間圧延での低温巻取により鋼中に固溶Cを残留させ、冷間圧延後の焼鈍過程でセメントサイトを微細に析出させることで、高r値化が実現できるというものである。なお、熱間圧延後巻取りまでの時間としては、 $10 \sim 20s$ 要した例が示されている。

【0010】

【発明が解決しようとする課題】 しかし、前述の従来技術については、次のような問題点があった。すなわち、特許3046128号公報記載の技術のように、超急速加熱を行うことによりCの拡散を抑えることで、オーステナイト粒の生成および成長は抑制されるものの、フェライト粒の核生成サイトの増加、および粒成長の抑制に関しては不十分である。従って、フェライト粒の十分な細粒化はなされていないと考えられ、加工性に関しても不十分

なものとなっている。

【0011】特許2688384号公報記載の技術については、Nb添加に伴う炭窒化物の形成により、細粒化できているが、同時に再結晶温度の上昇を招く。そのため、焼鈍温度を高め設定する必要がある、かえって十分な細粒化を達成することは困難である。さらに、加熱速度の増加により細粒化できているものの、実質的には最大20℃/s程度を想定しているに過ぎず、粒成長を抑える程度の効果しかない。従って、結果的に十分な細粒化は達成できておらず、強度と延性のバランスに劣っている。

【0012】特公平2-1210号公報記載の技術についても、加熱速度の増加により細粒化できているものの、実質的には最大でも50℃/s程度を想定しているに過ぎず、粒成長を抑える程度の効果しかない。従って、十分な細粒化は達成できないと考えられる。なお、この公報によると、高強度化と高延性化が達成できているが、これは焼鈍後の冷却制御により生成した低温変態相の効果が大きく、溶接時の耐HAZ軟化性に問題を残している。

【0013】特開平10-237549号公報記載の技術についても、加熱速度の増加により細粒化できているものの、実質的には最大でも30℃/s程度を想定しているに過ぎず、粒成長を抑える程度の効果しかない。従って、この場合も十分な細粒化は達成できないと考えられ、結果的に加工性に関しては不十分と言える。

【0014】特公平1-25381号公報記載の技術については、熱間圧延終了後例えば1s以内というような短時間で、直ちに急冷を行っているとは考えにくい。また、焼鈍の際の加熱速度も100℃/sまでであり、本来細粒化を意図したものではないこともあり、細粒化は不十分と考えられ、加工性も劣ることが予想される。

【0015】本発明は、上記の課題を解決し、通常、細粒化が困難な冷延鋼板において細粒化を実現するものであり、加工性、溶接性に優れ、引張強度が340MPaを超える高強度冷延鋼板の製造方法を提供することを目的とする。

【0016】

【課題を解決するための手段】上記の課題は、次の発明により解決される。その発明は、低炭素鋼を、仕上温度 $Ar_3 \sim Ar_3 + 80^\circ C$ で熱間圧延し、最終圧延後1s以内に100℃/s以上の冷却速度で80℃以上の温度範囲にわたって冷却し、650℃以下で巻き取り、酸洗、冷間圧延を行った後、600℃から再結晶終了までの温度域を100℃/sより大きい加熱速度で焼鈍することを特徴とする高強度冷延鋼板の製造方法である。

【0017】この発明は、上述した問題を解決すべく鋭意研究を重ねた結果なされた。研究の過程で、延性や穴抜け性を指標とする加工性や溶接性の観点から、組織の細粒化による高強度化を指向した。すなわち、熱間圧延

段階では圧延後の即時急冷により未再結晶オーステナイトからのフェライト変態を生じさせ、さらに、冷間圧延後の再結晶焼鈍過程において急速加熱を行うことで、組織が飛躍的に細粒化し、加工性および溶接性の良好な高強度冷延鋼板が得られることを見出した。

【0018】なお、本発明が対象とする冷延鋼板の中には、溶融亜鉛メッキ材や電気亜鉛メッキ材などの表面処理を施した鋼板も含む。以下、本発明の製造条件について説明する。

【0019】熱間圧延の最終圧延の温度： $Ar_3 \sim Ar_3 + 80^\circ C$

熱間圧延の最終圧延の温度（仕上温度）が Ar_3 変態点を下回った場合には、粗大なフェライト粒が生成するため、その後の製造過程で冷延鋼板の組織を細粒化することは困難となる。一方、最終圧延の温度が $Ar_3 + 80^\circ C$ を上回ると、加工されたオーステナイトの再結晶が進行するため、未再結晶オーステナイトからの変態で微細なフェライト粒を生成させることができなくなる。従って、熱間圧延の最終圧延の温度（仕上温度）は、 $Ar_3 \sim Ar_3 + 80^\circ C$ の範囲内とする。

【0020】圧延後の冷却開始時期： 最終圧延後1s以内

圧延後の冷却条件は、本発明の根幹をなす技術の1つである。圧延後の冷却を開始する時期が最終圧延後1sを過ぎると、オーステナイト域での圧延で蓄積された歪が回復ないしは再結晶することがあり、フェライト変態による細粒化にとって好ましくない。従って、圧延後の冷却開始時期は、最終圧延後1s以内とする。

【0021】圧延後の冷却条件： 80℃以上の温度範囲にわたって冷却速度100℃/s以上

冷却開始後は、組織の微細化のため、冷却速度の確保と共に冷却前後の温度差を確保する必要がある。冷却速度が100℃/s未満では、オーステナイトに蓄積された歪が回復ないしは再結晶し、変態後のフェライト粒が微細化しない。また、冷却前後の温度差（降下温度）が80℃未満では、やはり歪が回復ないしは再結晶し、変態後のフェライト粒が微細化しない。従って、圧延後の冷却条件を、80℃以上の温度範囲にわたって冷却速度100℃/s以上とする。

【0022】巻取温度：650℃以下

熱間圧延後の巻き取りにおいて、650℃を超える高温で巻き取った場合には、フェライト粒の粒成長が起こり、その後の製造工程で冷延鋼板の組織を細粒化することができなくなる。従って、熱間圧延後は650℃以下で巻き取ることとする。巻取温度の下限はとくに規定せず、材料特性の観点からは室温で巻き取っても構わないが、冷却能力、操業性等の観点から決めればよい。

【0023】焼鈍における加熱速度： 600℃から再結晶終了まで100℃/sより大

冷間圧延後の再結晶焼鈍における加熱過程は、熱間圧延



後の冷却条件とともに本発明の根幹をなす部分である。この加熱速度が遅い場合、加熱途中で歪の回復が進行し、焼鈍目標温度に達したときには再結晶核発生のための駆動力が低下するため、微細粒を得ることができなくなる。この問題は、600℃以上の温度範囲で顕著となる。

【0024】加熱速度を100℃/sより大きくすることで、加熱途中で歪の回復を抑制し、焼鈍目標温度でフェライト粒界からの再結晶核を一気にランダムに生成させることができ、超微細組織が得られる。この加熱速度は、歪の回復を抑制する観点から、再結晶終了温度まで確保する必要がある。

【0025】従って、焼鈍における加熱速度を、600℃から再結晶終了まで100℃/sより大とする。なお、生産性の点からは室温から焼鈍温度まで100℃/sより大きい加熱速度で加熱するのが好ましいが、室温から600℃までの範囲においては、低速加熱であっても歪の回復量自体が小さいため、100℃/s以下でも構わない。また、加熱方法はとくに限定しないが、誘導加熱や直接通電等によって加熱してもよい。

【0026】上記の発明においてさらに、低炭素鋼は、mass%で、C: 0.2%以下、Si: 2.0%以下、Mn: 2.5%以下、P: 0.1%以下、S: 0.03%以下、sol.Al: 0.1%以下、N: 0.01%以下を含有し、残部が実質的に鉄からなることを特徴とする高強度冷延鋼板の製造方法とすることもできる。

【0027】この発明においては、さらに化学成分を規定しているので、より効率的に高強度冷延鋼板を製造することができる。以下、化学成分について説明する。

【0028】C: 0.2%以下

Cは、鋼の強度を高める上で、安価で有効な元素である。しかし、0.2%を超える多量のC添加は、パーライト量の増大を招き、延性、伸びフランジ性が劣化するのみならず、溶接性にも悪影響をおよぼす。そのため、C量は0.2%以下とする。

【0029】Si: 2.0%以下

Siは加工性を劣化することなくフェライトを固溶強化し、強度と加工性のバランスを向上させるので、要求される強度レベルに応じて添加する。ただし、2.0%を超える多量のSi添加は、靱性および溶接性を劣化させる。従って、Si量は2.0%を上限とする。

【0030】Mn: 2.5%以下

Mnは固溶強化元素として、高強度化に有効であり、要求される強度レベルに応じて添加するのが好ましい。ただし、2.5%を超える多量のMn添加は溶接性の劣化を招く。従って、Mn量は2.5%を上限とする。

【0031】P: 0.1%以下

Pは固溶強化元素として、高強度化に有効であり、さらに、Si添加鋼の場合には、赤スケールの発生を抑制することから、必要に応じて添加するのが好ましい。ただ

(4)



特開2003-34825

6

し、0.1%を超える多量のP添加は、粒界への偏析を助長し、延性、靱性を低下させる。従って、P量は0.1%を上限とする。

【0032】S: 0.03%以下

Sは、熱間での延性を著しく低下させることで、熱間割れを誘発し、表面性状を著しく劣化させる。さらに、Sは、強度にほとんど寄与しないばかりか、不純物元素として粗大なMnSを形成したり、Ti添加鋼の場合には、多量の粗大なTi系硫化物を生成することで、延性、伸びフランジ性を低下させる。これらの問題はS量が0.03%を超えると顕著となり、極力低減することが望ましい。従って、S量は0.03%を上限とする。さらに、延性および伸びフランジ性を向上させる観点からは、S量を0.01%以下とすることが好ましい。

【0033】sol.Al: 0.1%以下

sol.Alは、脱酸元素として鋼中の介在物を減少させる作用を有しているが、0.1%を超えて多量に添加した場合にはアルミナ系介在物が増加し、延性が低下する。従って、sol.Al量は0.1%を上限とする。

20 【0034】N: 0.01%以下

Nは0.01%を超えて多量に含有すると、熱間圧延中にスラブ割れを伴い、表面疵が発生する恐れがある。従って、N量は0.01%を上限とする。

【0035】なお、これらの手段において「残部が実質的に鉄である」とは、本発明の作用・効果を損なわない限り、不可避的不純物をはじめ、他の微量元素を含有するものが本発明の範囲に含まれることを意味する。

【0036】

30 【発明の実施の形態】発明の実施に当たっては、目的とする強度レベルに応じた化学成分の低炭素鋼又は上記の化学成分の鋼を溶製する。溶製方法は、通常の転炉法、電炉法等、適宜適用することができる。その他の元素はとくに規定しないが、本発明の高強度冷延鋼板の製造においては、以下の成分を調整あるいは添加することができる。

【0037】Si: 好ましくは0.5%、さらに0.2%

一般に、多量のSi添加は、熱延加熱時におけるスラブ表面にファイヤライトの生成を促進し、いわゆる赤スケールと呼ばれる表面模様の発生を助長するとともに、溶融亜鉛メッキ鋼板として使用される場合には、Siによる不メッキの不良も誘発することから、表面性状を必要とする鋼板や溶融亜鉛メッキ鋼板の場合には、0.5%程度を上限に、さらに望ましくは0.2%程度を上限にする。

40 【0038】Ti、Nb、V、Cu、Ni、Cr、Mo、B: 必要に応じ添加

さらに、要求される強度レベルに応じて、Ti、Nb、V、Cu、Ni、Cr、Mo、B等の添加元素を添加してもよい。添加量の上限は、Ti、V、Cu、Ni、Cr、Moは1%以下、Nbは1.5%以下、Bは0.01%以下とすることが望ましい。

50 【0039】溶製された鋼は、スラブに铸造後、そのま

ま又は冷却して加熱し、熱間圧延を施す。仕上圧延後の熱延鋼板は前述の巻取温度で巻き取り、通常の冷間圧延を施す。

【0040】焼鈍については、前述の加熱条件で急速加熱を行う。焼鈍温度（再結晶温度）はとくに規定しないが、各化学成分について再結晶焼鈍に必要な温度まで昇温することとし、その範囲においては、極力低温にするのが好ましい。焼鈍時間もとくに規定しないが、再結晶温度以上の温度域に滞在する時間はとくに必要ない。

【0041】焼鈍後の冷却も、放冷でも急冷でも構わない。とくに溶融亜鉛メッキ鋼板や合金化溶融亜鉛メッキ鋼板として製造される場合は、そのプロセスにおける熱履歴で構わない。

【0042】このようにして、本発明により、降伏比が低く、かつ、加工性、溶接性に優れる引張強度の高い冷延鋼板の製造が可能となる。この理由に関しては、本発明の請求範囲を限定するものではないが、つぎのように考えられる。

【0043】すなわち、冷間圧延後の再結晶焼鈍過程において、徐加熱をおこなった場合には、その加熱途中に歪の回復が進行し、冷間圧延で蓄積された歪の多くが消失するため、再結晶には、高温かつ長時間の保持が必要となる。そのため、大きな再結晶粒が生成することが避けられず、粒成長により再結晶粒の寸法も不均一となる。

【0044】一方、急速加熱をおこなった場合には、加熱途中で歪の回復が進行することなく再結晶温度域に達することができる。そして、歪が回復することなく即座に高温域に移行することから、その再結晶核生成のための駆動力は莫大となり、大傾角のフェライト粒界からだけでなく、冷間圧延時に比較的歪の入り難い小傾角のフ*

*フェライト粒界からも、瞬時に核発生が進行するものと考えられる。

【0045】ここで、通常の大傾角のフェライト粒界がオーステナイト粒界からの核発生に対応するのとは異なり、小傾角のフェライト粒界は熱間圧延時の未再結晶オーステナイト粒の粒内からの核発生に対応するものである。本発明では、前述のように熱間圧延および圧延後の急冷により組織に制御しており、熱延鋼板の組織を小傾角粒界を有するフェライト組織としている。

10 【0046】この、小傾角のフェライト粒界に生成した再結晶核は、隣り合う粒同士の方位差が小さいことから、特に優先方位を持たずランダムに成長しようとする。ところが、再結晶核は莫大な数で一斉に生成することから、結果的に再結晶粒同士は対等に粒成長しようとするため、互いにほとんど成長することができなくなり、超微細組織が形成されると推定される。

20 【0047】それに対して、本発明とは異なり通常の大傾角粒界からなるフェライト組織の熱延鋼板を冷間圧延して、急速加熱による再結晶焼鈍を行った場合は、隣り合う粒同士の方位差が大きいことから、優先方位を持って粒成長が進行することになる。その結果、再結晶核が一斉に生成した場合でも、一部の再結晶粒が優先的に成長するため、全体としての粒径は不均一となり、細粒組織を形成することができないものと考えられる。

【0048】

【実施例】本発明の実施例について説明する。なお、本発明はこれらの実施例のみに限定されるものではない。

【0049】まず、表1に示す成分の鋼を実験室真空溶解炉にて溶製し、一旦室温まで冷却した。

30 【0050】

【表1】

化学組成 (mass%)						
C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N
0.10	0.01	0.5	0.01	0.01	0.03	0.003

【0051】その後、鋼塊を1250℃で再加熱しラボ熱間圧延をおこなった。圧延後は種々の水冷条件で一旦冷却したのち、続けて巻取り相当温度まで空冷し、その温度の炉で1時間保持したのち炉冷をおこなうことで巻き取り相当の熱処理とした。熱間圧延後は、冷圧率60%で冷

間圧延し、板厚1.2mmの冷延鋼板を得た。その後、種々の加熱条件で再結晶焼鈍をおこなった。表2に実験条件を示す。

40 【0052】

【表2】

供試体 No.	熱延条件				焼鈍条件				備考	
	仕上最終 温度 (°C)	冷却開始 時間 (s)	冷却速度 (°C/s)	降下温度 (°C)	巻取処理 温度 (°C)	加熱速度 (°C/s)	焼鈍温度 (°C)	焼鈍時間 (s)		冷却速度 (°C/s)
1	830	0.8	150	100	600	150	760	1	1000	本発明鋼
2	870	"	"	"	"	"	"	"	"	"
3	910*	"	"	"	"	"	"	"	"	比較鋼
4	750*	"	"	"	"	"	"	"	"	"
5	830	0.5	"	"	"	"	"	"	"	本発明鋼
6	"	1.3*	"	"	"	"	"	"	"	比較鋼
7	"	0.8	70*	"	"	"	"	"	"	比較鋼
8	"	"	350	"	"	"	"	"	"	本発明鋼
9	"	"	150	50*	"	"	"	"	"	比較鋼
10	"	"	"	200	"	"	"	"	"	本発明鋼
11	"	"	"	100	700*	"	"	"	"	比較鋼
12	"	"	"	"	400	"	"	"	"	本発明鋼
13	"	"	"	"	600	60*	"	"	"	比較鋼
14	"	"	"	"	"	1000	"	"	"	本発明鋼
15	"	"	"	"	"	150	720	10	"	本発明鋼
16	"	"	"	"	"	"	760	1	10	本発明鋼

*は本発明の請求範囲を外れるもの

【0053】ここで、鋼板No.1,2,5,8,10,12,14~16は発明鋼板である。それ以外は比較鋼板であり、鋼板No.3,4は仕上圧延の最終温度、No.6は仕上圧延後の冷却開始時間、No.7は仕上圧延後の冷却速度、鋼板No.9は冷却の降下温度、鋼板No.11は巻取温度、No.13は焼鈍における加熱速度が、それぞれ本発明範囲外である。なお、鋼板No.1~15については、焼鈍後1000℃/sで急冷し、350℃で60sの焼戻し処理を行い、鋼板No.16については焼鈍後10℃/sでそのまま室温まで冷却した。

【0054】焼鈍後のサンプルを用いて、引張特性、穴引き特性（伸びフランジ特性）、溶接性を調査した。ここで、溶接性は、TIGビードオン溶接で溶接部の硬度分布を調査し、母材部に対するHAZ軟化部の硬度比（HAZ軟化部硬度／母材部硬度）で評価した。表3に、試験調査により得られた特性値をまとめて示す。

【0055】

【表3】

供試体No.	引張り特性			穴抜け率 (%)	HAZ軟化 硬度比	備考
	降伏強度 (MPa)	引張強度 (MPa)	全伸び (%)			
1	360	610	33	80	0.98	本発明鋼
2	350	600	34	82	0.97	本発明鋼
3	335	550	33	75	0.96	比較鋼
4	330	540	29	70	0.98	比較鋼
5	365	620	33	80	0.98	本発明鋼
6	340	550	32	73	0.97	比較鋼
7	330	540	32	75	0.97	比較鋼
8	370	620	32	78	0.98	本発明鋼
9	345	555	30	75	0.97	比較鋼
10	360	620	32	80	0.97	本発明鋼
11	340	540	29	73	0.97	比較鋼
12	360	620	32	78	0.97	本発明鋼
13	390	550	28	65	0.96	比較鋼
14	370	620	32	80	0.97	本発明鋼
15	500	630	31	76	0.97	本発明鋼
16	350	580	36	83	0.99	本発明鋼

【0056】以下、試験調査結果に基づき、製造条件と特性値の関係を、図を用いて説明する。ここでは、熱延条件として最終仕上温度が830℃、冷却開始時間が0.8s、冷却速度が150℃/s、降下温度が100℃、巻取処理温度が600℃、焼鈍条件として加熱速度が150℃/s、焼鈍温度が760℃、焼鈍時間が1s、焼鈍後の冷却速度が1000℃/sをベース（基準条件）としたときの、引張強度におよぼす各製造条件の影響を示す。

【0057】図1に引張強度におよぼす仕上最終温度の影響を示す。ここでは、仕上最終温度のみを変化させ、他の製造条件は上記ベース条件（基準条件）とした。また、用いた鋼のAr₃変態点は800℃であり、熱間圧延の仕上温度の本発明範囲は800～880℃となる。図に示すように、引張強度は、仕上最終温度が本発明範囲の下限800℃を下回るときや上限880℃を上回るとき540～550MPaであるのに対し、本発明の範囲800～880℃では600～610MPaと60MPa前後高くなった。

【0058】図2に引張強度におよぼす最終圧延後の急冷における冷却開始時間の影響を示す。図に示すように、引張強度は、冷却開始時間が本発明範囲の上限1sを上回るとき550MPaであるのに対し、本発明範囲の1s以下では610～620MPaと60MPa以上高くなった。

【0059】図3に引張強度におよぼす熱間圧延後の急冷における冷却速度の影響を示す。図に示すように、引張強度は、冷却速度が本発明範囲の下限100℃/sを下回るとき540MPaであるのに対し、本発明範囲の100℃/s以上では610～620MPaと70MPa以上高くなった。

【0060】図4に引張強度におよぼす熱間圧延後の急冷における降下温度の影響を示す。図に示すように、引張強度は、降下温度が本発明範囲の下限80℃を下回るとき555MPaであるのに対し、本発明範囲の80℃以上では610～620MPaと60MPa前後高くなった。

【0061】図5に引張強度におよぼす巻取り処理温度

の影響を示す。図に示すように、引張強度は、巻取り処理温度が本発明範囲の上限650℃を上回るとき545MPaであるのに対し、本発明範囲の650℃以下では610～620MPaと70MPa前後高くなった。

【0062】図6に、引張強度におよぼす冷間圧延後の焼鈍時の加熱速度の影響を示す。図に示すように、引張強度は、加熱速度が本発明範囲の下限100℃/s以下のとき550MPaであるのに対し、本発明範囲の100℃/sを上回るときは610～620MPaと60MPa以上高くなった。

【0063】さらに、表3に示すように、本発明鋼板は、いずれの製造条件についても比較鋼より優れた延性、穴抜け性、および耐HAZ軟化特性を有している。さらに、発明鋼板の中でも、鋼板No.15に示すように、冷間圧延後の焼鈍温度を720℃、焼鈍時間を10sとした場合、および鋼板No.16に示すように、焼鈍後の冷却速度を10℃/sとした場合においても、優れた引張強度と延性のバランス、穴抜け性、耐HAZ軟化特性が得られている。

【0064】

【発明の効果】以上のように、本発明では、熱延仕上条件、冷却条件、巻取条件および冷間圧延後の焼鈍条件を限定することにより、熱間圧延段階では未再結晶オーステナイトからの微細なフェライト組織を生成させ、それに続く冷間圧延後の再結晶焼鈍過程において急速加熱をおこなうことにより、組織を飛躍的に細粒化させ、大幅な強度上昇が得られる。その結果、加工性、溶接性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法が提供され、工業上有効な効果がもたらされる。

【図面の簡単な説明】

【図1】引張強度におよぼす仕上最終温度の影響を示す図。

【図2】引張強度におよぼす最終圧延後の急冷における冷却開始時間の影響を示す図。

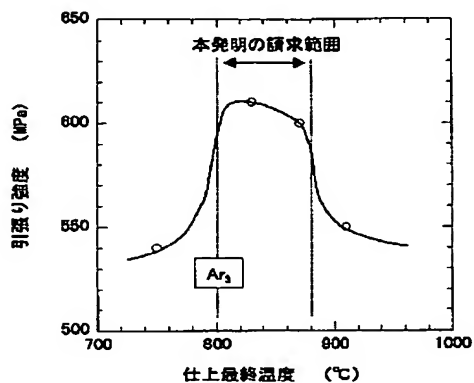


13

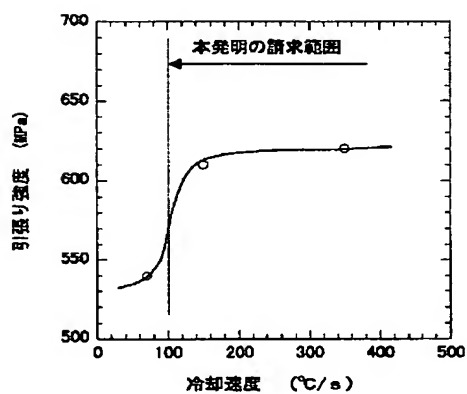
【図3】引張強度によぼす熱間圧延後の急冷の冷却速度の影響を示す図。

【図4】引張強度によぼす熱間圧延後の急冷における降下温度の影響を示す図。

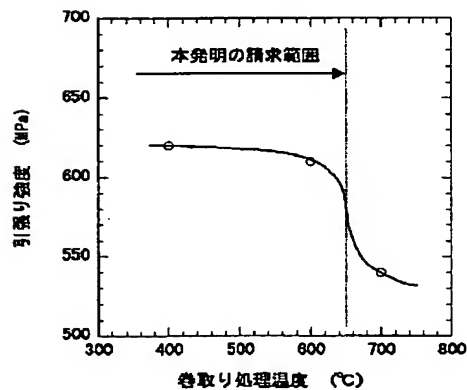
【図1】



【図3】



【図5】



(8)



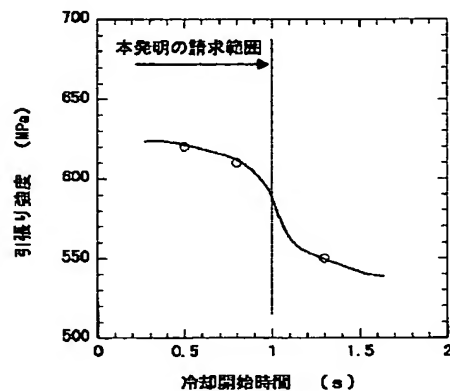
14

特開2003-34825

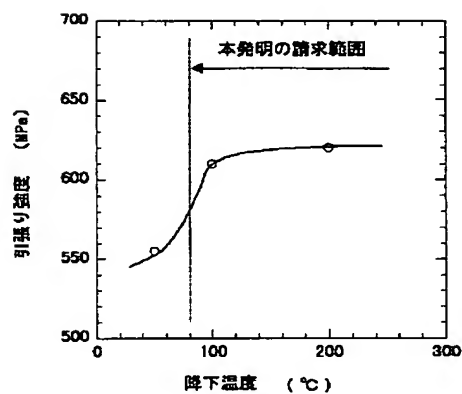
【図5】引張強度によぼす巻取り処理温度の影響を示す図。

【図6】引張強度によぼす冷間圧延後の焼鈍時の加熱速度の影響を示す図。

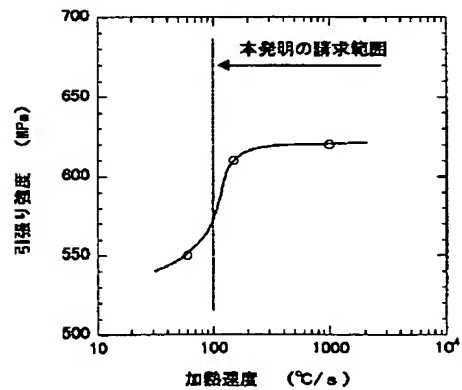
【図2】



【図4】



【図6】



フロントページの続き

F ターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA11
EA13 EA15 EA16 EA17 EA18
EA19 EA20 EA23 EA25 EA27
EA28 EA31 EA32 EB06 EB07
EB08 EB09 FC03 FC04 FD04
FE01 FE02 FH00 FJ01